تولید و بررسی خواص سایشی کامپوزیت پایه AA 8090 مقاوم شده با ذرات کاربید سیلیسیم پس از عملیات حرارتی پیرسازی با کوئنچ جهت‌دار*

امیر کبریائی [۱] حسن ثقفیان[۲] سید شمس الدین میردامادی[۳]

چکیده

آلیاژ AA8090 از جمله آلیاژهای فوق سبک و کارپذیر آلومینیوم حاوی لیتیم بوده که با توجه به مدول الاستیک بیشتر و وزن مخصوص کمتر جایگزین برخی از آلیاژهای هوایی مثل گروههای ۲۰۰۰ و ۷۰۰۰ شده‌اند. در این پژوهش کامپوزیت‌های پایه AA8090 با درصدهای حجمی ۳، ۶ و ۹ درصد SiC به روش اصلاح شده‌ی گردابی تولید شده و مورد عملیات اکستروژن داغ قرار گرفتند. در ادامه عملیات حرارتی رسوب‌سختی (T_6) پس از کوئنچ جهتدار در دمای ۱۹۰ درجه سانتیگراد روی آنها صورت پذیرفت. سپس آزمون سایش به روش پین روی دیسک با اعمال بارهای ۱۰، ۲۰ و ۳۰ نیوتن بر روی نمونه‌های بدون عملیات حرارتی و تحت عملیات حرارتی کوئنچ جهت‌دار در زمان مربوط به پیک سختی انجام شد. نتایج سایشی در بارهای ۱۰ و ۲۰ نیوتن برای کلیه نمونه‌ها، سایش ملایم را نشان داد ولی از بار ۲۰ به ۳۰ نیوتن یک انتقال از سایش ملایم به شدید مشاهده شد. افزایش کسر حجمی ذرات کاربید سیلیسیم در زمینه آلیاژ AA8090 باعث کاهش نرخ سایش گردید. همچنین در اثر عملیات حرارتی رسوب سختی پس از کوئنچ جهت‌دار در بارهای سایشی ۱۰ و ۲۰ نیوتن، نرخ سایش نسبت به نمونه‌های بدون عملیات حرارتی کاهش یافت ولی در بار ۳۰ نیوتن بدلیل تغییر مکانیزم سایش به نوع چسبان و کاهش فرم‌پذیری پس از رسوب‌سختی، نرخ سایش افزایش یافت.

واژه‌های کلیدی آلیاژ آلومینیوم ۸۰۹۰; کامپوزیت; رسوب‌سختی; کوئنچ جهت‌دار; سایش.

Fabrication and Study of Wear Properties of AA8090 Composite Reinforced with SiC Particles after Precipitation Hardening with Directional Quenching

A. Kebriyaei H. Saghafian S. Sh. Mirdamadi

Abstract

AA8090 is an extra light and deformable group of lithium containing aluminum alloys which have recently replaced some aerospace aluminum alloys, such as 2000 and 7000 series, due to their higher elastic modulus and lower specific weight. In this study, AA8090 matrix composites containing 3, 6 and 9 vol.% SiC were cast using a modified stir casting method. The casting billets were deformed though a hot extrusion operation, followed by a precipitation hardening treatment (T6) with directional quenching and aging at 190 °C. Wear tests were conducted before and after the precipitation hardening (at the peak hardness aging time) using the pin-on-disc method at loads of 10, 20 and 30 N. All samples exhibited a mild wear at 10 and 20 N wear loads, which turned into a sever wear at 30 N. It was shown that increasing the SiC content in the composite samples reduces the wear rate. Also, the wear results after precipitation hardening indicated a decrease in the wear rate only at the wear loads of 10 and 20 N. At the wear load of 30 N, the wear rate increased after precipitation hardening. This behavior was attributed to a transition in the wear mechanism from abrasive to adhesive by increasing the load.

Keywords AA8090; Composite; Age Hardening; directional Quenching; Wear.

---

* نسخهٔ نخست مقاله در تاریخ ۹۳/۲/۱۵ و نسخهٔ پایانی آن در تاریخ ۹۴/۲/۲۲ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) نویسنده مسئول : کارشناس ارشد مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران. amirkebriyaei@gmail.com

(۲) دانشیار، دانشکده مهندسی مواد، قطب علمی آلیاژهای استحکام بالا- دانشگاه علم و صنعت ایران.

(۳) استاد دانشکده مهندسی مواد – قطب علمی آلیاژهای استحکام بالا- دانشگاه علم وصنعت ایران.

DOI: 10.22067/ma.v28i1.34881

مقدمه

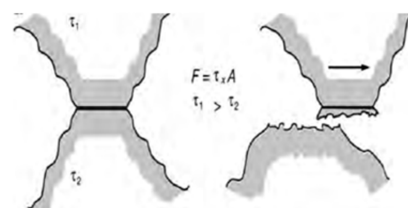
استحکام بالا و چگالی پائین آلیاژهای آلومینیوم–لیتیوم آنها را به عنوان یک انتخاب جذاب برای کاربردهای هوایی و فضایی مطرح ساخته است. با افزودن عنصر لیتیم به آلیاژهای آلومینیوم، خواص فیزیکی و مکانیکی آن به نحو چشمگیری بهبود می‌یابد. مهمترین این تغییرات عبارتند از: کاهش چگالی به میزان ۷ تا ۱۰٪، افزایش مدول الاستیک ۱۰ تا ۱۵٪، امکان کاربرد آلیاژ در دماهای بسیار پایین (Cryogenic Temperatures) مثل تانکهای سوخت هیدروژن و اکسیژن مایع در وسایل نقلیه هوافضا [2,3].

پیرسازی آلیاژهای آلومینیوم–لیتیم، در واقع رسوبگذاری پیوسته فاز $\delta'(Al_3Li)$ از محلول جامد فوق اشباع α می‌باشد. تشابه هندسی بین شبکه رسوبات δ' و شبکه مکعبی وجوه مرکزدار (FCC) محلول جامد α و همچنین نزدیک بودن پارامترهای شبکه رسوب δ' با پارامترهای شبکه زمینه باعث می‌شود بنابراین ریزساختار آلیاژ آلومینیوم – لیتیم پس از رسوب‌سختی توسط توزیع یکنواخت رسوبات کروی و هم‌سیمای δ' مشخص شود دلیل داکتلیته و چقرمگی کم‌آلیاژهای دوتایی آلومینیوم – لیتیم را می‌توان ناشی از غیریکنواخت بودن پدیدهٔ لغزش حاصل از توزیع غیریکنواخت رسوبات δ' دانست[3]. افزودن مس و منیزیم به این آلیاژها باعث تشکیل رسوبات دیگری نظیر $T_1(Al_2CuLi)$، $S'(Al_2LiMg)$ و یا $\theta'(Al_2Cu)$ و غیره می‌شود که تأثیر زیادی بر خواص این آلیاژ دارند. این رسوبات تمایل دارند که به شدت دارای بافت (دارای جهت مرجح) باشند. رسوبات $T_1(Al_2CuLi)$ کرنش‌های هم‌سیمایی بزرگی دارند، هنگامی که این رسوبات بر نابجائی‌ها جوانه‌زنی می‌کنند، این کرنش‌ها به حداقل می‌رسند [1].

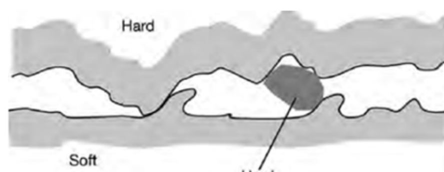
در سالهای اخیر تلاشهای زیادی جهت بهبود فرایند عملیات حرارتی رسوب‌سختی صورت گرفته است که از جملهٔ آنها می‌توان به فرایند رسوب‌سختی ترمومکانیکی (T_8)، پیرسازی با حرارت‌دهی سریع [4]، عملیات حرارتی پس از کوئنچ جهت‌دار [٥] و غیره اشاره کرد. در این میان فرایند رسوب‌سختی با کوئنچ جهت‌دار به عملیاتی اطلاق می‌گردد که در آن پس از حل‌سازی در منطقهٔ تکفاز، از همان دما به صورت تک‌بعدی در یک مایع خنک کننده، کوئنچ گردد. این موضوع مستلزم آن است که تنها یک وجه از قطعه در معرض مایع خنک کننده قرار گیرد و سایر وجوه آن عایق باشد. فرایند کوئنچ تک‌بعدی سبب می‌گردد تا در لحظهٔ ورود قطعه به داخل مایع، بدلیل اختلاف دمای ایجاد شده بین سطح در تماس با خنک کننده و سطح عایق، یک تنش ترموالاستیک همگن در قطعه پدید آید. علاوه بر این بدلیل تماس تنها یک وجه از قطعه با مایع کوئنچ، اثر مضر فشار هیدرواستاتیکی مایع خنک کننده (ناشی از کوئنچ معمولی) که سبب کاهش علظت جاهای خالی غیرتعادلی در حین فرایند حل‌سازی می‌شود، به شدت کاهش می‌یابد. تأثیرات مثبت عملیات حرارتی با کوئنچ جهت‌دار در آلیاژ آلومینیم–لیتیم توسط نوری و همکارانش [٥] و همچنین کامپوزیت زمینه فلزی آن توسط نویسنده [٦] به اثبات رسیده است.

علاوه بر موضوع مذکور، حضور ذرات مقاوم‌ساز سرامیکی در زمینهٔ فلزی می‌تواند خواص دیگری به آن بیافزاید، به این سبب کامپوزیت‌های زمینهٔ آلومینیوم (AMCs)، به دلیل استحکام مخصوص بالا و مقاومت سایشی خوب، توجه زیادی را در سه دههٔ اخیر کسب کرده اند [۷،۸]. اغلب کامپوزیت‌های زمینهٔ آلومینیم–لیتیم نظیر $SiC_p/Al\text{-}Li$ یا $SiC_w/Al\text{-}Li$ به یکی از روش‌های گردابی، متالورژی پودر، ریخته‌گری کوبشی و پاششی تولید می گردند [9]. مهمترین اثر حضور ذرات مقاوم‌ساز در زمینه فلزی را می‌توان مربوط به بهبود خواص سایشی دانست. پدیده سایش عمدتاً در اثر عوامل مکانیکی رخ می‌دهد که گاهی این عوامل مکانیکی با فاکتورهای شیمیایی محیط اطراف نیز همراه می‌گردند. به طور کلی کاربرد و شرایط حاکم بر سطوح می‌تواند مشخص کننده مکانیزم غالب در سایش باشد برای مواد با کاربرد مکانیکی انواع سایش‌های چسبان، خراشان، اکسیدی و خستگی از اهمیت ویژه‌ای برخوردارند[10].

سایش چسبان معمولاً در سرعت‌های پایین و فشار بالا میان سطوحی که در تماس لغزشی با هم قرار دارند اتفاق می‌افتد. مکانیزم غالب در سایش چسبان بر اساس جدا شدن ذرات در اثر اتصال چسبان و یا به اصطلاح جوش سرد است. در این مکانیزم جدا شدن ذرات از سطح با برش پلاستیک همراه است شکل (۱).[10].



شکل۱ مکانیزم سایش چسبان



شکل۲ مکانیزم سایش خراشان

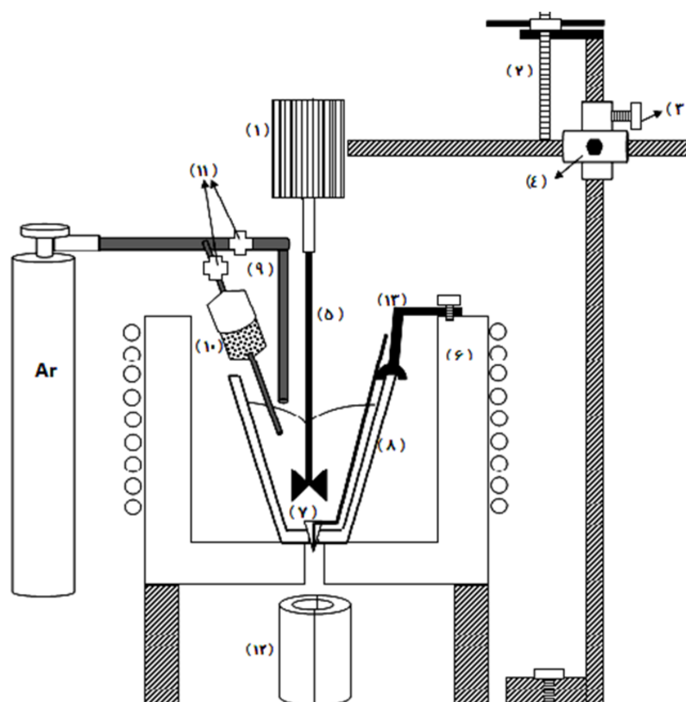
همچنین سایش خراشان هنگامی رخ می‌دهد که برآمدگی‌های یک سطح سخت و یا ذرات سخت موجود در بین دو سطح بر روی سطح نرم‌تر لغزیده، موجب آسیب آن گردند (شکل ۲)[11].

سایش خراشان را می‌توان با توجه به رفتار ذرات ساینده میان سطوح به دو نوع دو عضوی و سه عضوی تقسیم نمود. در حالت دو عضوی ذرات ساینده بر سطح سخت‌تر محکم شده و با عبور بر سطح نرم‌تر موجب سایش آن خواهند شد. در صورتی که در سایش خراشان سه عضوی، ذرات می‌توانند به آسانی میان سطوح، لغزش یا دوران نموده موجب سایش یک یا هر دو سطح تماس گردند[12].

در این پژوهش کامپوزیت زمینه فلزی AA8090 با درصدهای حجمی ۳، ٦ و ۹ درصد کاربید سیلیسیم با اندازهٔ متوسط ۲۵ میکرون به روش اصلاح‌شدهٔ گردابی تولید گردیدند. سپس کامپوزیت‌های ریختگی تحت عملیات اکستروژن داغ قرار گرفتند و از میله‌های اکسترود شده نمونه‌های سایشی تهیه شد و تحت عملیات حرارتی رسوب‌سختی بعد از کوئنچ جهت‌دار در دمای ۱۹۰ درجه سانتیگراد قرار گرفتند. بعد از آن آزمون سایش در زمان مربوط به بیشینهٔ سختی در بارهای ۱۰، ۲۰ و ۳۰ نیوتن صورت گرفت. در پایان نتایج بدست آمده مورد تجزیه و تحلیل قرار گرفت.

مواد و روش پژوهش

به منظور تولید کامپوزیت AA8090 از شمش آلومینیوم خالص، آمیژان Al-50%Cu، Al-50%Mg و لیتیم خالص استفاده گردید. شکل (۳) تجهیزات مورد استفاده جهت عملیات ساخت کامپوزیت را نشان می-دهد. همانطور که ملاحظه می‌شود سیستم به ریخته-گری کف‌ریز از کوره تجهیز شده است. ابتدا شمش آلومینیوم در دمای ۷۵۰ درجه سانتیگراد در کورهٔ مقاومتی ذوب شده و آمیژان Al-50%Cu پس از محاسبهٔ شارژ به مذاب افزوده شد. به دنبال انحلال آمیژان با در نظر گرفتن زمان مقتضی، آمیژان Al-50%Mg در مذاب حل گردید. پس از آماده شدن مذاب آلومینیوم و عملیات سرباره‌گیری، همزن گرافیتی داخل مذاب فرو برده شد، ، به طوریکه حدود ۳۰٪ از حجم مذاب در زیر آن قرار گرفته و سپس ذرات کاربید سیلیسیم با مش ۳۸۰ که قبلاً در دمای ۹۰۰ درجه سانتیگراد به مدت دو ساعت تحت عملیات اکسیداسیون غیرفعال قرار گرفته بودند از طریق سیستم تزریق پودر مشخص شده در سیستم ریخته‌گری قسمت ۱۰ شکل (۳) در حین فرایند هم‌دن به مذاب افزوده شدند. ارتفاع همزن توسط قسمت تنظیم ارتفاع (قسمت ۲) از قبل مشخص شده و طوری تنظیم شده بود که قدرت مکش ذرات سرامیکی به داخل مذاب را داشته باشد. در اینجا عملیات همزدن سریع اتوماتیک با سرعت ٦۰۰ دور بر دقیقه و به مدت ۱۵ دقیقه و سپس افزودن ذرات سرامیکی بسته به وزن پودرهای کاربید سیلیسیم، در فاصلهٔ زمانی ۵-۳ دقیقه انجام شد. لازم به ذکر است که در حین عملیات همزدن سطح مذاب توسط دمش گاز آرگون با خلوص بالا از طریق یک لولهٔ متصل به کپسول (قسمت ۹) از هوا و رطوبت کنترل گردید.



شکل ۳ تجهیزات مورد استفاده جهت تولید کامپوزیت: ۱) موتور همزن؛ ۲) پیچ تنظیم ارتفاع؛ ۳) پیچ تثبیت کنندهٔ موتور همزن به طور عمودی؛ ٤) پیچ تثبیت کنندهٔ موتور همزن به طور افقی؛ ٥) همزن گرافیتی؛ ٦) کورهٔ مقاومتی؛ ٧) راه‌گیر متصل به میلهٔ فولادی؛ ٨) بوته از جنس کاربید سیلیسیم؛ ٩) قسمت دمش گاز آرگون؛ ١٠) سیستم تزریق پودر؛ ١١) شیرهای تنظیم دبی گاز آرگون؛ ١٢) قالب فولادی استوانه‌ای؛ ١٣) فیکسچر بوته

در پایان عملیات همزدن و قبل از ریخته‌گری دوغاب کامپوزیتی به داخل قالب، فلز لیتیم خالص با محاسبهٔ شارژ و در نظر گرفتن ۳۰ ٪ تلفات داخل فویل آلومینیومی پیچیده و توسط یک پلانجر فولادی که سطح آن با گرافیت پوشش داده شده بود به داخل مذاب اضافه گردید. به منظور جلوگیری از جدانشینی ذرات مقاوم‌ساز افزودن لیتیم به مذاب به سرعت انجام و مذاب داخل قالب ریخته شد. قالب به شکل استوانه از جنس فولاد به ارتفاع ۱۵، قطر ۳ و ضخامت ۲ سانتیمتر بود. حضور عیوب ریختگی نظیر حفرات انقباضی و گازی و توزیع غیریکنواخت ذرات مقاوم‌ساز در کامپوزیت‌های ریختگی سبب گردید تا جهت مرتفع نمودن این مشکل و بهبود ریزساختار کامپوزیتها از شمش‌های کامپوزیتی ریختگی، لقمه‌هایی به قطر و ارتفاع ۳ سانتیمتر تهیه شده و عملیات اکستروژن در دمای ۵۰۰ درجه سانتیگراد و با نسبت ۱۲:۱ بر روی آنها صورت گرفت. در ادامه مطالعات میکروسکوپی بر روی نمونه‌های اکسترود شده صورت پذیرفت و به منظور تعیین میزان کسر حجمی ذرات مقاوم‌ساز، آنالیز تصویری توسط نرم‌افزار کلمکس با نسخهٔ 3.5025 انجام شد. جهت اطمینان از نتیجه‌ی بدست آمده، آنالیز انحلالی نیز صورت گرفت، به این ترتیب که از قسمت‌های مختلف میله‌های اکسترودشده نمونه برداری و در اسید کلریدریک رقیق و دمای حدود ۸۰ درجه سانتیگراد شد و پس از انحلال کامل، ذرات باقیمانده در محلول توسط کاغذ صافی فیلتر شدند. سپس کاغذهای صافی داخل گرمکن قرار داده شد تا رطوبت آنها گرفته شود. به دنبال آن کاغذهای صافی توسط ترازوی دیجیتال با دقت ۰/۰۰۱ گرم توزین گردیده و از اختلاف وزن قبل و بعد از تصفیه، وزن ذرات مقاوم‌ساز

در نمونه‌ها بدست آمد. نهایتاً با توجه به وزن نمونه‌ها قبل از انحلال، وزن ذرات باقیمانده پس از حل‌سازی و چگالی زمینه‌ی آلیاژی و ذرات مقاوم‌ساز، طبق رابطه‌ی (۱) کسر حجمی ذرات داخل زمینه محاسبه گردید [9]:

$$V_p = \frac{(\frac{m_p}{\rho_p})}{(\frac{m_p}{\rho_p}+\frac{m_m}{\rho_m})} \times 100 \qquad (۱)$$

که در این رابطه m_p جرم ذرات مقاوم‌ساز، ρ_p چگالی ذرات که ۳/۲ گرم بر سانتیمتر مکعب در نظر گرفته شد، m_m جرم آلیاژ زمینه و ρ_m چگالی زمینه می‌باشد که بر طبق آنچه در منابع آمده است ۲/۵۵ گرم بر سانتیمتر مکعب محسوب گردید.

همچنین محلول به دست آمده توسط دستگاه ICP جهت تعیین میزان عناصر موجود در زمینه مورد آنالیز قرار گرفت.

در ادامه از نمونه‌های اکسترود شده پین‌های سایشی به شکل مکعبی به مقطع مربع به ضلع ۵ و طول ۱۵ میلیمتر تهیه گردید و سه عدد از هر کدام از کامپوزیت‌ها تحت عملیات حرارتی رسوب‌سختی پس از کوئنچ جهت‌دار قرار گرفتند. به منظور انجام کوئنچ جهت‌دار [۵] که ابتدا یک قالب چوبی برای نمونه‌های سایشی تهیه شد و پین‌های سایشی از یکی از وجوه به ابعاد ۵×۱۵ میلیمتر داخل این قالب قرار داده شد. سپس پودر آلومینای با ۱۰ درصد آب مخلوط شده و داخل قالب ریخته شد. در ادامه پس از خشک شدن عایق آلومینایی حاوی نمونه‌های سایشی در دمای ۱۰۰ درجه سانتیگراد و از دست دادن آب فیزیکی، آماده‌ی عملیات حرارتی حل‌سازی گردید. عملیات حل‌سازی در دمای ۵۳۰ درجه سانتیگراد به مدت یک ساعت روی آنها صورت پذیرفت و سپس از سمت غیرعایق در آب صفر درجه کوئنچ گردیدند. سپس تحت عملیات رسوب‌سختی در دمای ۱۹۰ درجه سانتیگراد در گرمکن الکتریکی قرار گرفتند. قبل از عملیات پیرسازی روی کلیه‌ی نمونه‌ها، آزمون میکروسختی سنجی روی یک نمونه‌ی سایشی از هرکدام از کامپوزیت‌ها جهت تعیین زمان مربوط به بیشینه‌ی سختی انجام شد و عملیات حرارتی نمونه‌های سایشی کامپوزیت‌های حاوی درصدهای مختلف کاربید سیلیسیم در زمان مربوط به پیک سختی آن کامپوزیت انجام شد. پس از آن آزمون سایش به روش پین بر روی دیسک بر روی نمونه‌های تحت عملیات حرارتی و بدون عملیات حرارتی در بارهای ۱۰، ۲۰ و ۳۰ نیوتن انجام شد. جنس دیسک از فولاد AISI 52100 انتخاب شده بود که قبل از آزمون با سنگ مغناطیس صیقلی گردید. آزمون سایش برای هر نمونه به مسافت ۱۰۰۰ متر و با سرعت خطی ۰/۲۵ متر بر ثانیه انجام شد و نمونه‌ها قبل از آزمون با استون مورد شستشو قرار گرفتند. وزن نمونه‌ها قبل و بعد از انجام آزمون با ترازوی دیجیتال با دقت ۰/۰۰۰۱ گرم اندازه‌گیری شد. جهت بررسی ریزساختار و نحوه‌ی توزیع ذرات کاربید سیلیسیم پس از اکستروژن نمونه‌های کامپوزیتی و همچنین مطالعه‌ی سطح نمونه‌ها پس از آزمون سایش، بررسی توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی و عبوری روی آنها انجام گردید.

نتایج و بحث

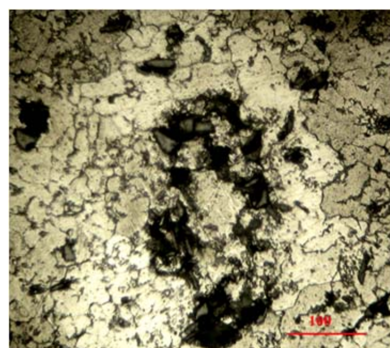
جدول (۱) نتایج مربوط به آنالیز درصد عناصر موجود در زمینه‌ی کامپوزیت‌ها را نشان می‌دهد. همانطور که ملاحظه می‌شود درصد لیتیم، مس و منیزیم موجود در زمینه به اندازه‌ای است که در دامنه‌ی آنالیز استاندارد ترکیب شیمیایی عناصر موجود در آلیاژ AA8090 قرار می‌گیرد. همچنین شکل (٤) تصاویر متالوگرافی نمونه‌های کامپوزیتی ریختگی حاوی ٦ و ۹ درصد کاربید سیلیسیم را قبل از اکستروژن نشان می‌دهد که بیانگر حضور حفرات و عدم توزیع مناسب ذرات مقاوم‌ساز می‌باشد. اشکال (۵ تا ۷) تصاویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه‌های کامپوزیتی حاوی ۳، ٦ و ۹ درصد کاربید سیلیسیم را پس از اکستروژن نشان می‌دهد. این تصاویر به منظور ارائه‌ی بهتر توزیع ذرات مقاوم‌ساز از الکترون‌های ثانویه دریافت شده‌اند. با در نظر گرفتن تنش‌های هیدرواستاتیک فشاری بسیار بزرگ که در حین اکستروژن بر ماده اعمال می شود، تنش‌های هیدرواستاتیک کششی داخلی در انتهای ذرات به طور کامل خنثی شده و بر اثر برایند فشاری تنش‌های سه‌بعدی موجود در زمینه حفره‌های اولیه موجود از بین می‌روند و کیفیت پیوند در فصل مشترک زمینه – ذره

بهبود می‌یابد. ضمن آنکه با شکسته شدن خوشه‌های ذرات کاربید سیلیسیم یکنواختی بهتری در توزیع ذرات حاصل می‌گردد که مقایسهٔ تصاویر شکل (٤) با شکل-های (٥ تا ٧) این موضوع را نشان می‌دهد.

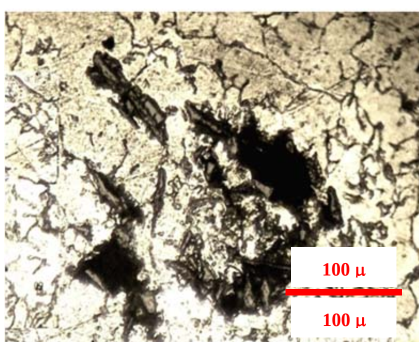
شکل (٨) نتایج میکروسختی نمونه‌های سایشی کامپوزیت‌ها را در حین عملیات حرارتی رسوب‌سختی در دمای ١٩٠ درجه سانتیگراد پس از کوئنچ جهت دار نشان می‌دهد. با توجه به نتایج به دست آمده از پژوهش‌های صورت گرفته در ارتباط با کامپوزیت زمینه فلزی AA8090/SiC که زمان رسیدن به بیشینه‌ی سختی در دمای ١٩٠ درجه سانتیگراد را ١٢~١٥ ساعت گزارش نموده‌اند [٧]، می‌توان کاهش شدیدی را در زمان رسیدن به حداکثر سختی بدون تغییر قابل ملاحظه در مقدار بیشینهٔ سختی مشاهده نمود. به گونه‌ای که این زمان برای کامپوزیت‌های مورد پژوهش در حدود ٦~٦/٥ ساعت می‌باشد. این کاهش در زمان رسیدن به بیشینه‌ی سختی به دلیل اثرات ناشی از کوئنچ جهتدار می‌باشد [٥ و ٦].

جدول ١ نتایج مربوط به آنالیز عنصری کامپوزیت AA8090/3% SiC

نام عنصر	Li	Cu	Mg	Fe	Si	Al
درصد وزنی	۲/۳	۱/۴	۰/۸	۰/۲۵	۰/۱	Bal.

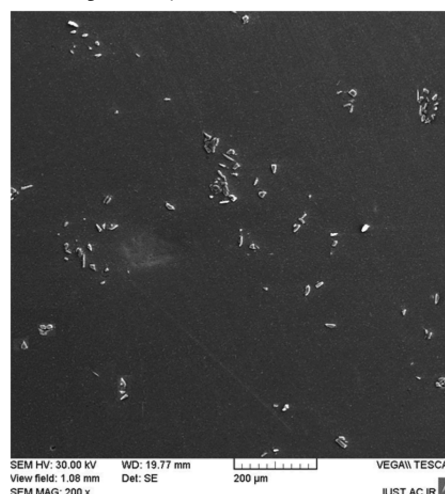


(الف)

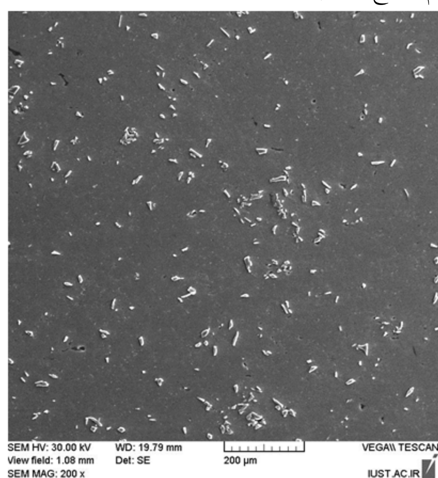


(ب)

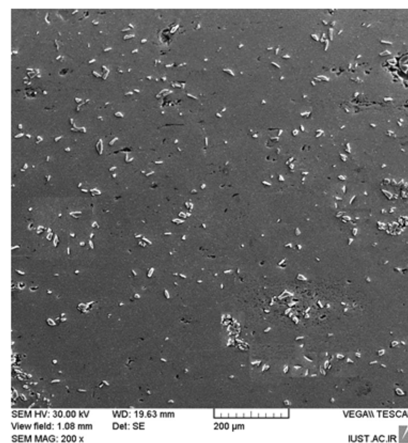
شکل ٤ تصویر متالوگرافی نمونه‌های کامپوزیتی الف) AA8090/6%SiC؛ ب) AA8090/9%SiC قبل از اکستروژن نشان دهندهٔ حضور حفرات در بین ذرات کاربید سیلیسیم و عدم توزیع مناسب ذرات



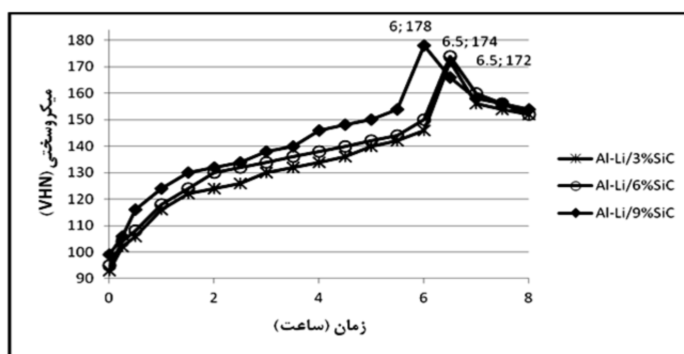
شکل ٥ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه‌ی کامپوزیتی AA8090/3%SiC پس از اکستروژن در بزرگنمایی ٢٠٠ برابر



شکل ٦ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه‌ی کامپوزیتی AA8090/6%SiC پس از اکستروژن در بزرگنمایی ٢٠٠ برابر



شکل ۷ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه‌ی کامپوزیتی AA8090/9%SiC پس از اکستروژن در بزرگنمایی ۲۰۰ برابر

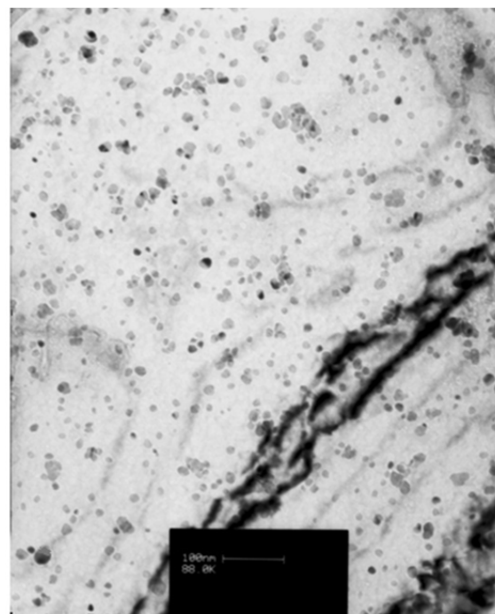


شکل ۸ نتایج مربوط به تغییرات میکروسختی (ویکرز) بر حسب زمان برای نمونه‌های سایشی کامپوزیتی تحت عملیات حرارتی رسوب‌سختی در دمای ۱۹۰ درجه سانتیگراد بعد از کوئنچ جهت‌دار

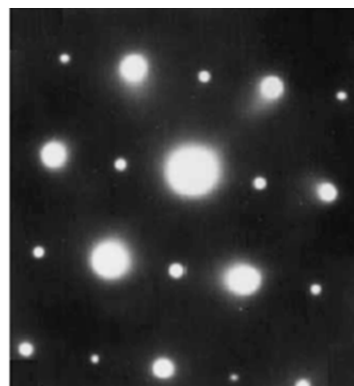
در این پژوهش با بکارگیری کوئنچ یک بعدی (جهتدار) در مرحله سردسازی نمونه‌ها علاوه برحفظ اثرات مثبت کوئنچ نمونه‌ها در مرحلهٔ پیرسازی، اثرات کاهنده فشار هیدرواستاتیکی بر غلظت جاهای خالی غیرتعادلی که پس از کوئنچ سه‌بعدی ایجاد می‌گردد، حذف گردیده و باعث ایجاد و تمرکز جاهای خالی غیرتعادلی در جهت خاص شده است. باقی ماندن جاهای خالی پس از فرایند کوئنچ جهت‌دار باعث افزایش ضریب نفوذ اتمی در حین رسوب‌سختی می‌گردد. این موضوع به همراه ایجاد تنش‌های ترموالاستیک شدید در تمام نقاط نمونه پس از کوئنچ تک‌بعدی، باعث تسهیل و تسریع فرایند جوانه‌زنی رسوبات از نوع δ' می‌گردد. بنابراین احتمالاً تعداد و جزء حجمی رسوبات استحکام دهنده δ' نسبت به حالت کوئنچ معمولی افزایش چشمگیری خواهد داشت. در آلیاژهای آلومینیم - لیتیم یکی از مهمترین مشکلات در بررسی رسوبات مختلف که در حین عملیات پیرسازی در این آلیاژها تشکیل شده‌اند، عدم امکان آنالیز عنصر لیتیم با استفاده از تکنیک طیف‌سنجی توزیع انرژی پرتو ایکس (EDS) بوده و مهمترین راه تشخیص رسوبات حاوی لیتیم، بررسی مورفولوژی آنها با استفاده از میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM) است [14]. لذا برای اثبات این موضوع و با توجه به اینکه رسوبات کروی و هم‌سیمای δ' دارای ابعاد بسیار کوچک (در حد نانومتر) بوده و توسط میکروسکوپهای نوری و الکترونی روبشی قابل شناسایی نمی‌باشند، لذا یک تصویر میکروسکوپ الکترونی عبوری از نمونهٔ کامپوزیتی AA8090/3%SiC تهیه گردید که در شکل (۹) ارائه شده است. در این شکل، تعداد زیادی رسوبات δ' در میکروساختار مشاهده می‌گردد. دامنه تغییرات قطر رسوبات δ' در این تصویر۲٤-٤ نانومتر می‌باشد. رسوباتδ' موجود در میکروساختار فوق دارای مورفولوژی کروی بوده و با توزیع یکنواختی در میکروساختار جوانه‌زنی کرده‌اند. در شکل (۱۰) نیز می-توان الگوی تفرق مربوط به رسوبات δ' در جهت [۱۱۰] را مشاهده نمود. این الگوی تفرق مربوط به ساختار منظم $L1_2$ می باشد که همان ساختار رسوب δ' است.

همانطور که در شکل (۸) ملاحظه می‌شود برای نمونه‌ی سایشی کامپوزیت AA8090/3%SiC مشابه نمونه‌ی سایشی کامپوزیت AA8090/6%SiC در زمان ٦/٥ ساعت به بیشینه‌ی سختی رسیده است. با این تفاوت که بیشینه‌ی سختی در مورد این نمونه ۱۷۲ HV بوده که در مقایسه با نمونه‌ی سایشی کامپوزیت AA8090/6%SiC که حداکثر سختی در مورد آن HV ۱۷٤ است، اندکی کمتر می‌باشد. علت این موضوع را می‌توان به دلیل حضور بیشتر ذرات مقاوم‌ساز و اثرات ناشی از آن بر افزایش سختی دانست به گونه‌ای که این

افزایش سختی در مورد نمونه‌های سایشی قبل از عملیات حرارتی نیز وجود داشت. برای نمونه سایشی کامپوزیت AA8090/9%SiC این بیشینه‌ی سختی در مدت زمان ٦ ساعت حاصل گردیده است که مقدار آن ۱۷۸ HV است. در مقایسه با دو نمونه‌ی دیگر زمان رسیدن به حداکثر سختی در حدود ۳۰ دقیقه کاهش یافته است، ضمن آنکه مقدار بیشنه‌ی سختی نیز افزایش داشته است.



شکل ۹ تصویر میکروسکوپ الکترونی عبوری از ریزساختار زمینهٔ نمونهٔ کامپوزیتی $AA8090/3\%SiC_p$ پس از رسوب سختی با کوئنچ جهت‌دار در زمان بیشینهٔ سختی (نشان‌دهندهٔ توزیع یکنواخت ذرات رسوبی δ')



شکل ۱۰ الگوی تفرق ناحیه انتخاب شده (SADP) از رسوبات δ' در جهت [110]

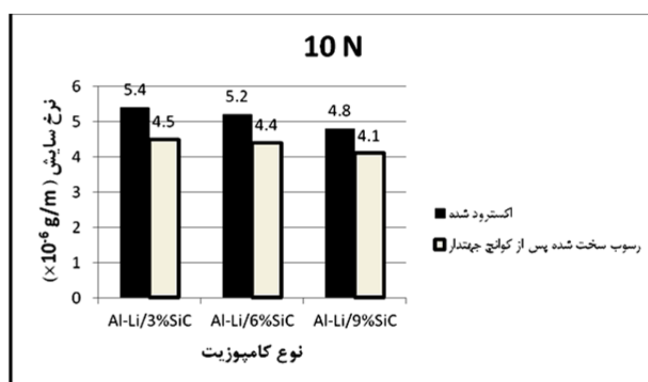
این کاهش در زمان رسیدن به بیشینه‌ی سختی را می‌توان به دلیل افزایش میزان ذرات کاربید سیلیسیم در کامپوزیت با ۹ درصد حجمی ذرات مقاوم‌ساز نسبت به دو کامپوزیت دیگر دانست که حضور چگالی بالای نابجایی‌ها در کامپوزیت‌های SiC_p/Al یا SiC_w/Al به دلیل اختلاف ضریب انبساط حرارتی بین کاربید سیلیسیم و آلومینیم به طور معمول تأیید شده است [7]. این نابجایی‌ها باعث تسریع جوانه‌زنی رسوباتی نظیر $S'(Al_2LiMg)$ (که به دلیل کرنش‌های هم سیمایی بالا نیاز به وجود نابجایی‌ها برای تشکیل دارند) شده که نهایتاً منجر به کاهش بیشتر زمان مربوط به حداکثر سختی می‌گردد و لذا انتظار می‌رود که در این کامپوزیت نسبت به دو نوع دیگر فاز S' به میزان بیشتری در ساختار حضور داشته باشد [15].

اشکال (۱۱ تا ۱۳) نتایج مربوط به آزمون سایش نمونه‌های کامپوزیتی AA8090/3-6-9%SiC را در شرایط بدون اعمال عملیات حرارتی و پس از عملیات حرارتی رسوب‌سختی در دمای ۱۹۰ درجه سانتیگراد بعد از کوئنچ جهت‌دار و در زمان پیک سختی مربوط به آنها در بارهای اعمالی ۱۰، ۲۰ و ۳۰ نیوتن نشان می‌دهد. همچنین تغییرات ضریب اصطکاک را برای این نمونه‌ها در شرایط مذکور در جدول (۲) آورده شده است.

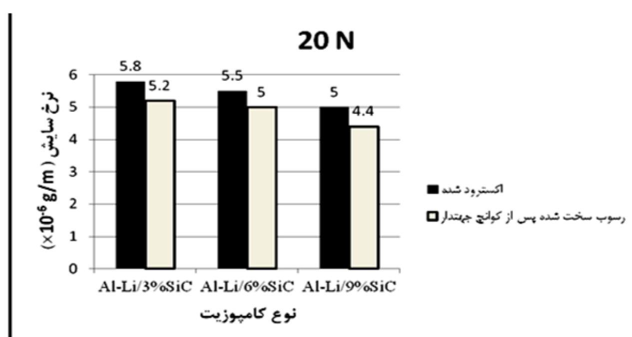
با توجه به اشکال (۱۱ تا ۱۳) می‌توان ملاحظه نمود که برای کلیه نمونه‌ها در شرایط مختلف با افزایش میزان کسر حجمی ذرات مقاوم‌ساز کاربید سیلیسیم در نمونه‌ها، نرخ سایش کاهش یافته است. چرا که افزودن ذرات مقاوم‌ساز کاربید سیلیسیم، زمینه را در مقابل سایش محافظت می‌نماید. قابلیت تحمل نیرو توسط ذرات مستحکم کاربید سیلیسیم به کاهش سایش کامپوزیت‌ها کمک می‌کند. همچنین کاهش سطح مؤثر اصطکاکی برای فلز در تماس با دیسک به دلیل حضور ذرات سرامیکی در زمینه منجر به سطح سایشی کمتر کامپوزیت‌ها می‌گردد [13].

همچنین نتایج مربوط به نرخ سایش برای نمونه‌های کامپوزیتی قبل و بعد از عملیات حرارتی در بارهای مورد آزمایش، نشان می‌دهد که برای کلیه‌ی

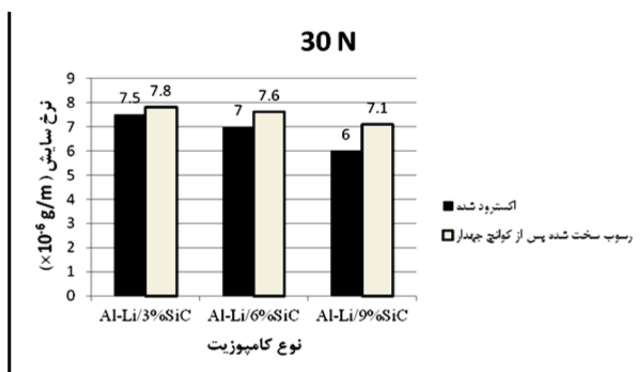
نمونه‌های کامپوزیتی در بارهای اعمالی ۱۰ و ۲۰ نیوتن، پس از انجام عملیات حرارتی رسوب‌سختی با کوئنچ جهت‌دار، نرخ سایش نسبت به نمونه‌های بدون عملیات حرارتی کاهش یافته است که این به منزلهٔ افزایش مقاومت به سایش است. علت این موضوع به تشکیل رسوبات استحکام‌بخش در حین فرایند رسوب‌سختی که منجر به افزایش سختی می‌گردد، مربوط می‌شود[13].



شکل ۱۱ نتایج مربوط به آزمون سایش برای نمونه‌های کامپوزیتی با درصدهای حجمی مختلف ذرات کاربید سیلیسیم پس از عملیات حرارتی رسوب‌سختی با کوئنچ جهت‌دار در دمای ۱۹۰ درجهٔ سانتیگراد در بار اعمالی ۱۰نیوتن



شکل ۱۲ نتایج مربوط به آزمون سایش برای نمونه‌های کامپوزیتی با درصدهای حجمی مختلف ذرات کاربید سیلیسیم پس از عملیات حرارتی رسوب‌سختی با کوئنچ جهت‌دار در دمای ۱۹۰ درجهٔ سانتیگراد در بار اعمالی ۲۰نیوتن



شکل ۱۳ نتایج مربوط به آزمون سایش برای نمونه‌های کامپوزیتی با درصدهای حجمی مختلف ذرات کاربید سیلیسیم پس از عملیات حرارتی رسوب‌سختی با کوئنچ جهت‌دار در دمای ۱۹۰ درجهٔ سانتیگراد در بار اعمالی ۳۰نیوتن

جدول ۲ نتایج مربوط به ضریب اصطکاک نمونه‌های کامپوزیتی با درصدهای حجمی مختلف ذرات کاربید سیلیسیم تحت عملیات حرارتی رسوب‌سختی با کوئنچ جهت‌دار

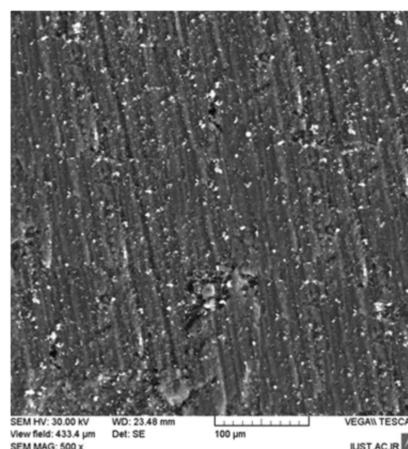
	ضریب اصطکاک					
	Al-Li/3%SiC		Al-Li/6%SiC		Al-Li/9%SiC	
بار سایشی	بدون عملیات حرارتی	رسوب سخت شده با کوئنچ جهت دار	بدون عملیات حرارتی	رسوب سخت شده با کوئنچ جهت دار	بدون عملیات حرارتی	رسوب سخت شده با کوئنچ جهت دار
۱۰ N	۰/۶۳	۰/۶۱	۰/۶۲	۰/۵۹	۰/۵۶	۰/۵۵
۲۰ N	۰/۵۶	۰/۵۵	۰/۵۶	۰/۵۳	۰/۵۴	۰/۵۴
۳۰ N	۰/۴۸	۰/۴۹	۰/۴۶	۰/۵	۰/۵	۰/۵۱

شکل (١٤) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح سایش نمونه‌ی کامپوزیتی AA8090/6%SiC پس از عملیات حرارتی با کوئنچ جهت‌دار در دمای ۱۹۰ درجه سانتیگراد را در بار اعمالی ۱۰ نیوتن نشان می‌دهد. واضح است که شیارهای موازی با جهت لغزش (مشخص شده با پیکان) نشان دهندهٔ حالت شخم‌زدن بوده که همراه با ریز برش‌ها در سطح سایش می‌باشد. این به آن معنی است که در این بار سایشی مکانیزم سایش به صورت خراشان می‌باشد. البته این مکانیزم در زمان‌های مختلف انجام آزمون به صورت‌های مختلف اعمال می‌گردد؛ به طوریکه در ابتدا سایش خراشان دو جسمی وجود داشته اما با گذشت زمان و جدا شدن ذرات از سطح پین و اکسید شدن به مرور آنها در حین سایش باعث سخت شدن این ذرات شده که این ذرات سخت می‌توانند مکانیزم سایش خراشان سه‌جسمی را سبب گردند. در سایش خراشان سه عضوی، ذرات سخت که حتی می‌توانند در اینجا ذرات مقاوم‌ساز کاربید سیلیسیم نیز باشند به آسانی میان سطوح، لغزش یا دوران نموده موجب سایش یک یا هر دو سطح تماس می‌گردند. بنابراین نتیجه می‌شود که در بار پائین مورد آزمایش (۱۰ نیوتن) مکانیزم غالب جهت سایش، به صورت سایش خراشان می‌باشد که این موضوع قبلاً نیز گزارش شده بوده است [16]. شکل (١٥) تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح سایش نمونه‌ی کامپوزیتی AA8090/3%SiC پس از عملیات حرارتی با کوئنچ جهت‌دار در دمای ۱۹۰ درجه سانتیگراد را در بار اعمالی ۲۰ نیوتن نشان می‌دهد.

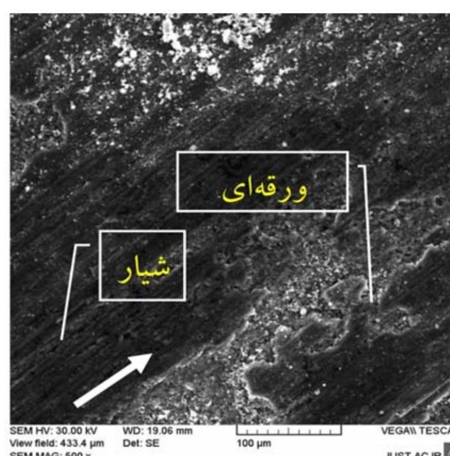
همانطور که ملاحظه می‌شود شیارهای موازی با یکدیگر در کنار آثار ورقه‌ای شدن در سطح سایش حضور دارند. شکل (١٦ و ١٧) همین موضوع را برای نمونه‌ی AA8090/9%SiC تحت بارهای ۱۰ و ۲۰ نیوتن نشان می‌دهد. در شکل (١٦) می‌توان بوضوح آثار شیارهای سایشی را دید که بیانگر غالب بودن مکانیزم سایش خراشان در بار سایشی ۱۰ نیوتن است. اما در شکل (١٧) با افزایش بار سایشی می‌توان تا حدودی آثار ورقه‌ای شدن را نیز در کنار شیارهای موازی با یکدیگر در جهت سایش ملاحظه نمود که نشان دهندهٔ حضور کمی مکانیزم تورقی در بار سایشی ۲۰ نیوتن است. اما این میزان ورقه‌ای شدن در بار ۲۰ نیوتن نسبت به نمونه‌ی کامپوزیتی با ۳ درصد کاربید سیلیسیم در همین بار به نسبت کمتر است که مبین مقاومت به سایش بیشتر نمونه‌ی کامپوزیتی حاوی ۹ درصد کاربید سیلیسیم می‌باشد. علت این موضوع نیز به حضور بیشتر ذرات مقاوم‌ساز کاربید سیلیسیم در نمونه‌ی کامپوزیتی مذکور بر می‌گردد که افزایش مقاومت به سایش را به همراه دارد.

تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح سایش نمونه‌های کامپوزیتی حاوی ۳ و ۹ درصد حجمی کاربید سیلیسیم بعد از عملیات حرارتی کوئنچ جهت‌دار در بار اعمالی ۳۰ نیوتن (اشکال ۱۸ و ۱۹) نشان دهندهٔ آثار کنده شدن می‌باشد که نسبت به بار ۲۰ نیوتن بسیار شدیدتر شده است. مکانیزم حاکم در این بار را می‌توان به سایش چسبان نسبت داد که تغییر فرم پلاستیک در سطح را سبب می‌گردد. کرنش پلاستیک و

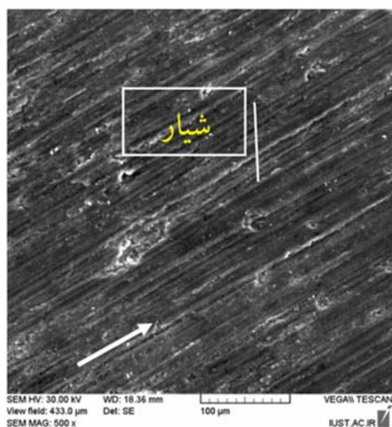
به دنبال آن جوانه‌زنی ترک در سطح زیرین به دلیل این تغییر فرم پلاستیک در سطح و رشد آن سبب جدا شدن تکه‌هایی از سطح می‌گردد. اعمال عملیات حرارتی رسوب‌سختی که باعث کاهش انعطاف‌پذیری می‌شود منجر به جدایش ذرات بزرگتر شده و از دست رفتن بیشتر ماده از سطح پین و به دنبال آن افزایش نرخ سایش را به همراه دارد [13]. این موضوعی است که در شکل (۱۳) و برای کلیه‌ی نمونه‌های کامپوزیتی پس از عملیات حرارتی رسوب‌سختی مشاهده نمود.



شکل ۱٤ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح سایش نمونه‌ی کامپوزیتی AA8090/6%SiC تحت عملیات حرارتی رسوب‌سختی پس از کوئنچ جهت‌دار در بار اعمالی ۱۰ نیوتن



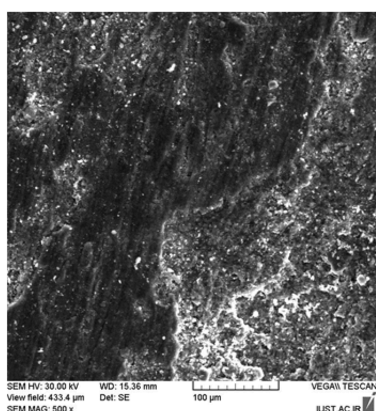
شکل ۱۵ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح سایش نمونه‌ی کامپوزیتی AA8090/3%SiC تحت عملیات حرارتی رسوب‌سختی پس از کوئنچ جهت‌دار در بار اعمالی ۲۰ نیوتن



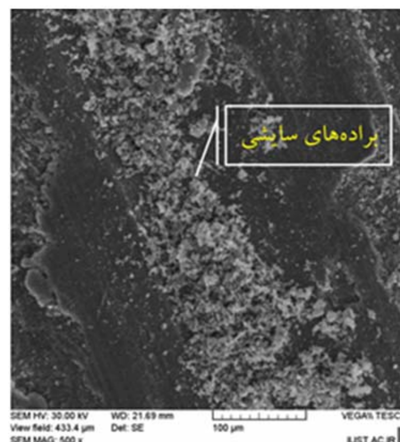
شکل ١٦ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح سایش نمونه‌ی کامپوزیتی AA8090/9%SiC تحت عملیات حرارتی رسوب‌سختی پس از کوئنچ جهت‌دار در بار اعمالی ۱۰ نیوتن



شکل ۱۷ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح سایش نمونه‌ی کامپوزیتی AA8090/3%SiC تحت عملیات حرارتی رسوب‌سختی پس از کوئنچ جهت‌دار در بار اعمالی ۲۰ نیوتن



شکل ۱۸ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح سایش نمونه‌ی کامپوزیتی AA8090/3%SiC پس از عملیات حرارتی رسوب‌سختی با کوئنچ جهت‌دار در بار اعمالی ۳۰ نیوتن



شکل ۱۹ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح سایش نمونه‌ی کامپوزیتی AA8090/9%SiC پس از عملیات حرارتی رسوب‌سختی با کوئنچ جهت‌دار در بار اعمالی ۳۰ نیوتن

همچنین نتایج حاصل از ضریب اصطکاک نمونه‌های کامپوزیتی با درصدهای حجمی مختلف ذرات کاربید سیلیسیم تحت عملیات حرارتی پس از کوئنچ جهت‌دارنشان می‌دهد که با افـزایش بار اعمالی ضریب اصطکاک کاهش یافته است که علت این موضوع، تشـکیل لایه‌ی اکسیدی در حین سایش می‌باشد که در اثر افزایش بار سایشی بدلیل افزایش دما در محل تماس پین و دیسک بیشتر می‌گردد. این لایه اکسیدی یک خاصیت روانکاری را پدید آورده و باعث کاهش ضریب اصطکاک می‌گردد. علاوه بر این تغییرات ضریـب اصـطکاک با با درصـد حجـمی ذرات کاربید سیلیسیم چـندان چشمگیر نیست که این موضوع قبلاً نیز گزارش شده است [13]. با توجه به جدول (۲) می‌توان ملاحظه نمود که تغییرات ضریب اصطکاک برای نمونه‌ی کامپوزیتی حاوی ۹٪ ذرات کاربید سیلیسیم بسیار کمتر از سایر نمونه‌ها می‌باشد که این به دلیل دو مکانیزم صورت گرفته در حین سایش می‌باشد. یکی تشکیل لایه‌ی اکسیدی به دلیل گفته شده و دیگری شکسته شدن ذرات سخت اکسید شده ناشی از عملکرد ذرات سخت سرامیکی با آنها که سبب قرار گرفتن این ذرات جدا شده در بین سطوح سایشی پین و دیسک شده و افزایش اصطکاک را به همراه دارد. یعنی ضریب اصطکاک این نمونه‌ی کامپوزیتی به دلیل حضور بیشتر ذرات کاربید سیلیسیم بین این دو عامل کاهنده و فزایندهٔ ضریب اصطکاک قرار گرفته و باعث می‌شود که تغییرات چندانی نداشته باشد.

نتیجه‌گیری

۱) در این پژوهش تولید کامپوزیت زمینهٔ AA8090 مقاوم شده با درصدهای مختلف ذرات کاربید سیلیسیم به روش اصلاح شدهٔ گردابی با موفقیت صورت گرفت. همچنین فرایند اکستروژن داغ بر روی نمونه‌های کامپوزیتی ریختگی سبب کاهش مؤثر حفرات گازی و انقباضی ناشی از ریخته‌گری شده و توزیع یکنواختی از ذرات مقاوم‌ساز را در زمینهٔ آلیاژی فراهم ساخت.

۲) مطالعات میکروسکوپ الکترونی عبوری نشان داد که فرایند عملیات رسوب‌سختی با کوئنچ جهت‌دار با موفقیت زیادی باعث توزیع یکنواخت ذرات استحکام بخش δ' شد.

۳) ملاحظه گردید که با افزایش ذرات مقاوم‌ساز کاربید سیلیسیم از ۳ به ٦ و سپس به ۹ درصد حجمی، نرخ سایش در تمامی شرایط کاهش می‌یابد که این به دلیل اثر ذرات سخت کاربید سیلیسیم در زمینه می‌باشد. همچنین در بارهای ۱۰ و ۲۰ نیوتن نمونه‌های کامپوزیتی حاوی ۳، ٦ و ۹ درصد کاربید سیلیسیم بعد از عملیات حرارتی رسوب‌سختی با کوئنچ جهت‌دار نرخ سایش کمتری را نسبت به نمونه‌های بدون عملیات حرارتی نشان دادند. اما در بار ۳۰ نیوتن نتیجه‌ی معکوس حاصل گردید که این به دلیل تغییر مکانیزم سایشی با افزایش بار سایش و کاهش داکتیلیته پس از رسوب‌سختی می‌باشد. در بارهای پائین مکانیزم سایش خراشان ملاحظه گردید که با افزایش بار سایشی، مکانیزم تورقی و سایش چسبان پدیدار گردید.

مراجع

1. Cho A., "Low Density High Strength Al-Li Alloy", Patent number: 5,198,045, (1993).

2. Yurko J.A., "Advanced in Lightweight Automotive Casting", SAE International, pp. 19, (2003).

3. James R.S., "Aluminum-Lithium Alloys". Metals Handbook, 10th Edition, Vol. 2, pp. 178-199, (1994).

4. Razavi S.H., Mirdamadi Sh., Arabi H., Szpunar J., "Mathematical Model of Influence of Rapid Induction Heating on Nucleation and Growth of Precipitates", *Material Science and Technology*, Vol. 17, pp.1205-1210, (2001).

۵. نوری حسین آبادی س.، میردامادی ش.، هادوی م.م.، " بهبود داکتلیته ورق آلیاژ Al ۸۰۹۰ از طریق عملیات حرارتی کوئنچ جهت دار در سطح آزمایشگاهی"، کمیسیون عالی ثبت اختراعات، اکتشافات و نوآوریهای صنایع دفاعی و مراکز تحقیقاتی وابسته به نیروهای مسلح، ۹۰۰۰۰۰۲۳٤ ب، (۱۳۸۹).

٦. کبریائی ا.، میردامادی ش.، ثقفیان ح.، "بررسی اثر عملیات حرارتی بر خواص تریبولوژیکی و مکانیکی کامپوزیت $AA8090/6\%SiC_p$"، مجلهٔ علمی پژوهشی فرایندهای نوین در مهندسی مواد، دوره ۸ شماره ٤، (۱۳۹۳).

7. Dong S.L., Mao J.F., Yang D.Z., Cui Y.X., Jiang L.T., "Age-hardening behavior of a SiCw/Al-Li-Cu-Mg-Zr composite", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 327, pp. 213-223, (2002).

8. Lee H.F., Boey F., Khor K.A., Sano T., "High deformation consolidation CIP:hot extrusion process for a 8091 Al–Li:SiC composite", *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 189, pp. 173–180, (1994).

9. Ghomashchi M.R., Vikhrov A., "Squeeze casting: an overview", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 101, pp. 1-9, (2000).

10. Burakowfkio T. , WierzchonT., "Surface engineering of Metals, Principle, Equipment, Technologies", CRC Press LLC, (1999).

11. Bhushan B., "Introduction to Tribology", John Wiley & Sonse, INC., (2002).

12. Hutching I.M., "Tribology and Wear of Engineering Materials", (1992).

13. Bauri R., Surapa M.K., "Sliding wear behavior of Al-Li-SiC_p composites", *Wear,* Vol. 265, pp. 1756-1766, (2008).

14. Gokhale A.A., Singh V., "Effect of Zr Content and Mechanical working on the structure and tensile properties of A.A.8090 Alloy Plates", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 159, pp. 369-376, (2005).

15. Bauri R., Surappa M.K., "Processing and properties of Al–Li–SiCp composites", *Science and Technology of Advanced Materials*, Vol. 8, pp. 494-502, (2007).

16. Nemati N., Khosroshahi R., Emamy M., Zolriasatein A., "Investigation of microstructure, hardness and wear properties of Al–4.5 wt.% Cu–TiC nanocomposites produced by mechanical milling", *Materials and Design*, Vol. 32, pp. 3718-3729, (2011).